



⑯ BUNDESREPUBLIK

DEUTSCHLAND



DEUTSCHES

PATENT- UND  
MARKENAMT

⑯ **Offenlegungsschrift**  
⑯ **DE 102 54 635 A 1**

⑯ Int. Cl. 7:

**C 21 D 1/18**

C 23 C 8/32

F 16 C 33/30

⑯ Aktenzeichen: 102 54 635.5  
⑯ Anmeldestag: 22. 11. 2002  
⑯ Offenlegungstag: 12. 6. 2003

⑯ Unionspriorität:

01-364516 29. 11. 2001 JP  
02-194775 03. 07. 2002 JP  
02-194793 03. 07. 2002 JP  
02-194804 03. 07. 2002 JP  
02-194921 03. 07. 2002 JP

⑯ Erfinder:

Ohki, Chikara, Kuwana, Mie, JP

⑯ Anmelder:

NTN Corp., Osaka, JP

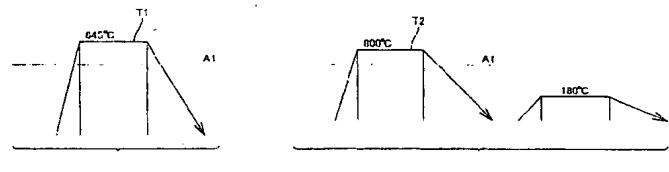
⑯ Vertreter:

Herrmann-Trentepohl Grosse Bockhorni & Partner  
GbR, 81476 München

**Die folgenden Angaben sind den vom Anmelder eingereichten Unterlagen entnommen**

⑯ Lagerteil, Hitzebehandlungsverfahren dafür und Wälzlagern

⑯ Ein Lagerteil mit einer langen Standzeit gegenüber Rollkontaktemündung und exzellenter Antireißfestigkeit, das bezüglich alterungsbedingter Abmessungsveränderung beschränkt ist, ein Hitzebehandlungsverfahren dafür und ein Wälzlagern, welches das Lagerteil enthält, werden erzielt. Stahl für ein Lagerteil (1, 2, 3) wird einer Carbonitrierung bei einer Carbonitrierungstemperatur ( $T_1$ ) unterworfen, welche die  $A_1$  Übergangstemperatur übersteigt und auf eine Temperatur abgekühlt, welche niedriger ist als die  $A_1$  Übergangstemperatur. Der Stahl wird auf eine Härtungstemperatur ( $T_2$ ) wiedererhitzt, die nicht niedriger als die  $A_1$  Übergangstemperatur, aber niedriger als die Carbonitrierungstemperatur ist, und dann gehärtet.



DE 102 54 635 A 1

# DE 102 54 635 A 1

## Beschreibung

### HINTERGRUND DER ERFINDUNG

5

#### Gebiet der Erfindung

[0001] Die vorliegende Erfindung bezieht sich auf Wälzlagerelemente zur Verwendung in Kompressoren von Automobilen und anderen, darin verwendeten Lagerteilen und Hitzebehandlungsverfahren dafür.

10

#### Beschreibung des Stands der Technik

[0002] Bei einem Hitzebehandlungsverfahren wird als ein Weg zum Sicherstellen einer langen Standzeit eines Lagerteils gegenüber Rollkontakteermüdung ein Oberflächenschichtbereich des Lagerteils einer Carbonitrierung mit Ammoniakgas unterworfen, das beispielsweise dem atmosphärischen RX-Gas zum Erhitzen zugefügt wird (offenbar beispielsweise in den japanischen Offenlegungsschriften Nr. 8-4774 und 11-101247). Diese Carbonitrierung härtet den Oberflächenschichtbereich und erzeugt weiterhin Restaustenit innerhalb der Mikrostruktur, wodurch die Rollkontakteermüdungsstandzeit verbessert wird.

[0003] Da jedoch bei der Carbonitrierung Diffusion involviert ist, muss das Lagerteil über eine lange Zeitperiode auf hoher Temperatur gehalten werden, was die Mikrostruktur aufrauhen kann und es schwierig macht, die Antireißfestigkeit zu verbessern. Weiterhin gibt es als weiteres Problem eine Zunahme der alterungsbedingten Dimensionsveränderungen aufgrund des vermehrten Restaustenits.

[0004] Es kann möglich sein, Legierungsstahl zu verwenden, um eine lange Rollkontakteermüdungsstandzeit sicherzustellen, die Antireißfestigkeit zu verbessern und die Zunahme der dimensionalen Veränderung zu verhindern. Jedoch erhöht die Verwendung von Legierungsstahl die Rohmaterialkosten.

[0005] Da die Anwendungsumgebung der Lager immer rauher geworden ist, werden zukünftige Lagerteile unter den Bedingungen größerer Last und höherer Temperatur als im konventionellen Anwendungsfall verwendet werden müssen. Im Hinblick darauf wird ein Lagerteil mit langer Standzeit gegenüber Rollkontakteermüdung, großer Antireißfestigkeit und exzellenter Abmessungsstabilität benötigt.

30

#### ZUSAMMENFASSUNG DER ERFINDUNG

[0006] Eine Aufgabe der vorliegenden Erfindung ist die Bereitstellung eines Lagerteils, welches eine lange Standzeit gegenüber Rollkontakteermüdung, exzellente Antireißfestigkeit und Beschränkung eines Zuwachses von alterungsbedingter Abmessungsänderung aufweist, ein Hitzebehandlungsverfahren dafür und ein Wälzlagerelement, welches das Lagerteil enthält.

[0007] Ein Hitzebehandlungsverfahren eines Lagerteils gemäß der vorliegenden Erfindung enthält die Schritte des Carbonitrierens von Stahl für ein Lagerteil bei einer Carbonitierungstemperatur, welche die  $A_1$  Übergangstemperatur übersteigt, Abkühlen des Stahls auf eine Temperatur, die niedriger ist als die  $A_1$  Übergangstemperatur, Wiedererhitzen des Stahls auf eine Temperatur zum Härteten/Abschrecken ("Quenching"), die nicht niedriger ist als die  $A_1$  Übergangstemperatur, aber niedriger als die Carbonitierungstemperatur, und Härteten des Stahls.

[0008] Bei dieser Konfiguration wird das abschließende Härteten durchgeführt, nachdem der Stahl auf eine Temperatur abgekühlt ist, die niedriger ist als die  $A_1$  Übergangstemperatur nach dem Carbonitrieren, so dass die Austenitkorngröße fein gemacht werden kann. Im Ergebnis ist es möglich, den Charpy-Kerbschlag, die Bruchzähigkeit, die Antireißfestigkeit, die Rollkontakteermüdungsstandfestigkeit und anderes zu verbessern.

[0009] Zusätzlich ist es durch Kühlen des Stahls auf eine Temperatur, welche es dem Austenit gestattet, sich umzuwandeln, möglich, die Austenitkorgrenzen zum Zeitpunkt der Carbonitrierung und die Austenitkorgrenzen zum Zeitpunkt der endgültigen Härtung irrelevant für einander zu machen. Da weiterhin die Erhitzungstemperatur für das abschließende Härteten niedriger ist als diejenige für das Carbonitrieren, steigen die Anteile von ungelöstem Carbid und Nitrid in dem durch die Carbonitrierung betroffenen Teil des Oberflächenschichtbereichs in der abschließenden Härtung, als bei der Carbonitrierung. Als solches steigt bei der Erhitzungstemperatur für das abschließende Härteten das Verhältnis der Mengen von ungelöstem Carbid und anderen und sinkt das Verhältnis der Menge von Austenit, verglichen mit denjenigen zum Zeitpunkt der Carbonitrierung. Anhand des Kohlenstoff-Eisenphasendiagramms (das mit einer ungefähr hohen Präzision anwendbar ist, obwohl der Stahl als Objekt der vorliegenden Erfindung auch andere Elemente als Kohlenstoff enthält) sinkt im koexistierenden Bereich der obigen Präzipitate und des Austenits die Konzentration von im Austenit gelöstem Kohlenstoff mit Absinken der Härtungstemperatur.

[0010] Wenn der Stahl auf die Temperatur für das abschließende Härteten erhitzt wird, wird der Anteil an ungelöstem Zementit, welches Wachstum der Austenitkörner unterdrückt, groß, so dass feine Austenitkörner erhalten werden. Da außerdem die durch das Härteten vom Austenit zu Martensit oder Bainit umgewandelte Struktur eine niedrigere Kohlenstoffkonzentration aufweist, zeigt sie exzellente Zähigkeit im Vergleich zur Struktur, die bei der hohen, carbonitrierenden Temperatur ausgehärtet wird.

[0011] Der Stahl für ein Lagerteil hierin bezieht sich auf Stahl, der allgemein zum Bilden eines Lagerteils verwendet wird, das Hitzebehandlung wie etwa üblichem Härteten unterworfen wird.

[0012] Beim Hitzebehandlungsverfahren eines Lagerteils gemäß der vorliegenden Erfindung kann die Wiedererhitzungstemperatur zum Härteten in einem Temperaturbereich von 790°C bis 830°C liegen.

[0013] Bei dieser Konfiguration wird der Stahl zum Härteten auf die Temperatur wiedererhitzt, die ein Wachstum der Austenitkörner unterdrückt, so dass die Austenitkorngröße klein gemacht werden kann.

[0014] Ein Lagerteil gemäß der vorliegenden Erfindung wird dem Hitzebehandlungsverfahren für ein Lagerteil, wie oben beschrieben, unterworfen, und die Austenitkörner können eine mittlere Korngröße von nicht mehr als 8 µm aufweisen.

sen.

[0015] Wenn die Austenitkörner eine mittlere Korngröße von nicht mehr als 8 µm aufweisen, ist es möglich, nicht nur die Rollkontaktemüdungsstandzeit zu verbessern, sondern auch den Charpy-Kerbschlag, die Bruchzähigkeit, Knickfestigkeit und andere.

[0016] Ein Lagerteil gemäß der vorliegenden Erfindung wird aus Stahl für ein Lagerteil hergestellt und hat eine carbonitrierte Schicht. Die nach Härtung erhaltene Mikrostruktur weist Austenitkörner einer mittleren Korngröße von nicht mehr als 8 µm auf.

[0017] Bei dieser Konfiguration ist es möglich, exzellenten Charpy-Kerbschlag, Bruchzähigkeit, Knickfestigkeit und andere sicherzustellen, während man eine lange Standzeit gegenüber Rollkontaktemüdung sicherstellt.

[0018] Der Stahl für das Lagerteil der vorliegenden Erfindung kann zumindest in einem anderen Bereich als einer carbonisierten Oberflächenschicht 0,6–1,2 Gew.-% Kohlenstoff, 0,15–1,1 Gew.-% Silizium und 0,3–1,5 Gew.-% Mangan enthalten.

[0019] Bei dieser Konfiguration würde, falls der Kohlenstoffgehalt 1,2 Gew.-% übersteigt, die Kaltumformbarkeit beeinträchtigt, wobei die Materialhärtung nach Weichglüh-Ausheilen sogar noch höher würde. Falls Kaltumformung durchgeführt wird, würde es unmöglich sein, einen hinreichenden Kaltumformungsbetrag zu erzielen, und somit würde eine gewünschte Bearbeitungspräzision nicht erwartet werden. Er würde auch zu übermäßigem Aufkohlen zum Zeitpunkt der Carbonitrierung führen, was wahrscheinlich die Antireißfestigkeit abbauen würde. Wenn andererseits der Kohlenstoffanteil geringer ist als 0,6 Gew.-%, würde ein langer Zeitraum benötigt werden, um eine erforderliche Oberflächenhärte und einen erforderlichen Anteil von Restaustenit sicherzustellen und es würde schwierig sein, die notwendige interne Härte nach dem abschließenden Härtung zu erzielen.

[0020] Si ist enthalten, da es die Widerstandsfähigkeit gegenüber Ausglüherweichung vergrößert und Hitzewiderstand sicherstellt und auch die Rollkontaktemüdungseigenschaft unter einer Fremdstoffmischschmierungsbedingung verbessert. Falls der Siliziumgehalt niedriger als 0,15 Gew.-% ist, würde sich die Rollkontaktemüdungseigenschaft unter der Fremdstoffmischschmierungsbedingung nicht verbessern. Falls er 1,1 Gew.-% übersteigt, würde die Härte nach dem Normalisieren zu hoch werden, was die Kaltumformbarkeit beeinträchtigen würde.

[0021] Mn stellt effektiv die Härtbarkeit der carbonisierten Schicht und des Kernbereichs sicher. Falls der Mn-Gehalt niedriger als 0,3 Gew.-% ist, würde die Härtbarkeit nicht hinreichend erreicht werden und somit würde hinreichende Festigkeit des Kernbereichs nicht erwartet werden. Falls andererseits der Mn-Gehalt 1,5 Gew.-% übersteigt, würde die Härtbarkeit zu stark werden. In solch einem Fall würde die Härte nach Normalisieren zu hoch werden, was die Kaltumformbarkeit beeinträchtigen würde. Zusätzlich würde das Austenit zu sehr stabilisiert werden, was zu einem übermäßigen Anteil von Restaustenit im Kernbereich führen würde, wodurch die alterungsbedingte Abmessungsänderung beschleunigt würde.

[0022] Es erübrigt sich zu sagen, dass der Stahl der vorliegenden Erfindung Fe als Hauptbestandteil aufweist. Er schließt auch unvermeidbar Verunreinigungen, wie Phosphor (P), Schwefel (S), Stickstoff (N), Sauerstoff (O), Aluminium (Al) und andere ein, alle in einem Betrag von nicht mehr als 0,1 Gew.-%.

[0023] Der Stahl der vorliegenden Erfindung kann weiterhin Chrom von nicht mehr als 2,0 Gew.-% enthalten.

[0024] Das Einschließen von Chrom von nicht mehr als 2 Gew.-% wird zum Präzipitieren von Chromcarbid und Chromnitrid im Oberflächenschichtbereich führen, wodurch die Härte des relevanten Bereichs verbessert wird. Falls der Cr-Gehalt 2,0 Gew.-% übersteigt, würde die Kaltumformbarkeit beachtlich vermindert werden. Der Effekt des Verbesserns der Härte des Oberflächenschichtbereichs würde sich nicht stark ändern, selbst wenn der Gehalt 2,0 Gew.-% übersteigt.

[0025] Das Lagerteil der vorliegenden Erfindung kann ein Wälzlagerring und/oder ein Wälzelement eines Wälzlagers sein.

[0026] Bei dieser Konfiguration ist es möglich, einen Wälzlagerring und/oder Wälzelement zu erhalten, dessen Rollkontaktemüdungsstandzeit und Antireißeigenschaften exzellent sind. Ein Wälzlagerring gemäß der vorliegenden Erfindung kann jegliche der oben beschriebenen Lagerteile enthalten.

[0027] Bei dieser Konfiguration ist es möglich, ein Wälzlagerring zu erhalten, dessen Haltbarkeit gegenüber Rollkontaktemüdung exzellent ist und das große Antireißfestigkeit hat.

[0028] Ein Wälzlagerring gemäß der vorliegenden Erfindung hat einen inneren Ring, einen äußeren Ring und eine Mehrzahl von Wälzelementen. Bei diesem Wälzlagerring haben zumindest ein Element von innerer Ring, äußerer Ring und Wälzelemente eine carbonisierte Schicht und das Element weist Austenitkörner einer Korngröße auf, welche JIS Korngrößen-Nr. 10 übersteigt.

[0029] Die Rollkontaktemüdungsstandzeit kann mit solchen feinen Austenitkörnern bemerkenswert verbessert werden. Falls die Austenitkörner eine Korngröße von Nr. 10 oder weniger haben, würde sich die Rollkontaktemüdungsstandzeit nicht sehr verbessern. Somit ist eine Korngröße von Nr. 11 oder größer normalerweise bevorzugt. Auch wenn die feineren Austenitkörner bevorzugter sind, ist es im allgemeinen schwierig, eine Korngröße von mehr als Nr. 13 zu erhalten. Die Austenitkörner der oben beschriebenen Lagerteile haben ungefähr dieselbe Größe in dem Oberflächenschichtbereich, der einem großen Einfluss der Carbonitrierung unterliegt, wie im Bereich innerhalb desselben. Somit werden die Austenitkörner mit einer Korngrößenzahl im oben beschriebenen Bereich sowohl für den Oberflächenschichtbereich als auch für den inneren Bereich benötigt.

[0030] Jegliches Element aus dem inneren Ring, äußeren Ring und Wälzelementen des oben beschriebenen Wälzlagers können aus dem oben beschriebenen Lagerteil bestehen und deren Rollkontaktemüdungsstandzeit wird sich verbessern, falls das Lagerteil Austenitkörner einer Korngrößenzahl im zuvor erwähnten Bereich aufweist.

[0031] Ein Wälzlagerring gemäß der vorliegenden Erfindung hat einen inneren Ring, einen äußeren Ring und eine Mehrzahl von Wälzelementen und zumindest ein Element des inneren Rings, äußeren Rings und der Wälzelemente enthält Stahl, der eine carbonisierte Schicht aufweist und eine Bruchspannung von nicht weniger als 2650 MPa hat.

[0032] Die Erfinder haben gefunden, dass die Bruchspannung von Stahl mit einer carbonisierten Schicht gleich oder größer als 2650 MPa gemacht werden kann, ein Niveau, das mit konventioneller Technik unmöglich erreicht werden

# DE 102 54 635 A 1

könnte, indem der Stahl bei einer Temperatur carbonitiert wird, die die  $A_1$  Übergangstemperatur übersteigt, der Stahl auf eine Temperatur unter der  $A_1$  Übergangstemperatur abgekühlt wird, der Stahl auf eine Temperatur nicht niedriger als die  $A_1$  Übergangstemperatur wiedererhitzt wird und der Stahl gehärtet wird. Wenn man dies durchführt, ist es möglich, ein Wälzlager zu erhalten, das bezüglich der Bruchspannung überlegen ist und damit in der Festigkeit dem üblichen Lager überlegen ist.

[0033] Weiterhin wird ein Lagerteil gemäß der vorliegenden Erfindung in ein Wälzlagere eingebaut. Das Lagerteil enthält Stahl mit einer carbonitierten Schicht und hat eine Bruchspannung von nicht niedriger 2650 MPa.

[0034] Als solches ist es wie im Fall des oben beschriebenen Wälzlagers möglich, ein Lagerteil zu erhalten, das bezüglich der Bruchspannung überlegen ist und damit dem Üblichen bezüglich der Antireißfestigkeit überlegen ist.

[0035] Ein Wälzlagere gemäß der vorliegenden Erfindung hat einen inneren Ring, einen äußeren Ring und eine Mehrzahl von Wälzelementen. Beim Wälzlagere weist zumindest ein Element des inneren Rings, äußeren Rings und Wälzelemente eine carbonitierte Schicht auf und das Element hat einen Wasserstoffgehalt von nicht größer als 0,5 ppm.

[0036] Bei dieser Konfiguration ist es möglich, auf Wasserstoff zurückführbare Versprödung des Stahls zu mindern. Falls der Wasserstoffgehalt 0,5 ppm übersteigt, würde die Antireißfestigkeit abgebaut werden, was die Verwendung des Wälzlagers in einem Standort verhindern würde, an dem schwere Last angelegt würde. Der kleinere Wasserstoffgehalt ist bevorzugter. Jedoch wird zur Verminderung des Wasserstoffgehalts auf einen Pegel kleiner als 0,3 ppm ein Erhitzen für einen langen Zeitraum notwendig werden, was die Austenitkörner aufrauhen wird, wodurch die Zähigkeit abgebaut würde. Damit ist ein Wasserstoffgehalt im Bereich von 0,3–0,5 ppm mehr zu bevorzugen und ein Gehalt im Bereich von 0,35–0,45 ppm ist noch bevorzugter.

[0037] Der oben beschriebene Wasserstoffgehalt wird durch Messen nur des Betrags nicht diffundierbaren Wasserstoffs bestimmt, der vom Stahl bei einer Temperatur abgegeben wird, die nicht niedriger als eine vorbeschriebene Temperatur ist. Der Gehalt an diffundierbarem Wasserstoff bleibt ungemessen, weil er, falls die Probengröße klein ist, von der Probe abgegeben und sogar bei Raumtemperatur verloren gehen würde. Der nicht-diffundierbare Wasserstoff wird beispielsweise in einem Defektbereich innerhalb des Stahls eingefangen und von der Probe nur bei einer Temperatur abgegeben, die nicht niedriger als die vorgeschriebene Temperatur ist. Selbst falls die Messung auf den nicht diffundierbaren Wasserstoff beschränkt wird, könnte der Wasserstoffgehalt abhängig von den Messverfahren beachtlich schwanken. Der Wasserstoffgehalt im oben beschriebenen Bereich wird unter Verwendung thermischer Leitfähigkeit gemessen, vorzugsweise durch einen Leco DH-103 Wasserstoffanalysator oder ein äquivalentes Instrument, wie später beschrieben wird.

[0038] Die Austenitkörner des oben beschriebenen Elements haben vorzugsweise eine Korngröße, welche die JIS-Korngröße Nr. 10 übersteigt.

[0039] Die Rollkontakteermüdungsstandzeit wird bemerkenswert verbessert, wenn die Austenitkörner fein sind. Falls die Korngrößenzahl der Austenitkörner Nr. 10 oder kleiner ist, würde sich die Rollkontakteermüdungsstandzeit bei hoher Temperatur nicht wesentlich verbessern. Obwohl eine kleinere Austenitkorngröße bevorzugter ist, ist es allgemein schwierig, eine Korngröße oberhalb von Nr. 13 zu erzielen. Die Austenitkörner des oben beschriebenen Lagerteils haben fast dieselben Korngrößen in dem Oberflächenschichtbereich, der einem großen Einfluss durch Carbonitrierung ausgesetzt ist, wie im Bereich innerhalb desselben.

[0040] Jegliches Element des inneren Rings, äußeren Rings und der Wälzelemente des oben beschriebenen Wälzlagers können das oben beschriebene Lagerteil sein. Falls das Lagerteil einen Wasserstoffgehalt im oben beschriebenen Bereich hat, wird sich dessen Antireißfestigkeit verbessern. Falls weiterhin die Korngrößenzahl von dessen Austenitkörnern in den oben beschriebenen Bereich fällt, wird sich die Rollkontakteermüdungsstandzeit ebenfalls verbessern.

[0041] Das Vorstehende und andere Aufgaben, Merkmale, Aspekte und Vorteile der vorliegenden Erfindung werden aus der folgenden detaillierten Beschreibung der vorliegenden Erfindung ersichtlicher werden, wenn in Verbindung mit den beigefügten Zeichnungen betrachtet.

## 45 KURZE BESCHREIBUNG DER ZEICHNUNGEN

[0042] Fig. 1 ist eine schematische Querschnittsansicht eines Wälzlagers gemäß einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung.

[0043] Fig. 2 illustriert ein Hitzebehandlungsverfahren gemäß einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung.

[0044] Fig. 3 illustriert eine Modifikation des Hitzebehandlungsverfahrens gemäß einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung.

[0045] Fig. 4A und 4B zeigen Mikrostrukturen, insbesondere Austenitkörner, eines erfindungsgemäßen Lagerteils bzw. eines konventionellen Lagerteils.

[0046] Fig. 5A und 5B zeigen Korngrenzen der in den Fig. 4A bzw. Fig. 4B gezeigten Austenitkörner.

[0047] Fig. 6 zeigt ein Teststück für einen statischen Knickfestigkeitstest (zur Messung von Bruchspannung).

[0048] Fig. 7A und 7B zeigen schematisch einen Rollkontakteermüdungstestaufbau in Vorderansicht bzw. Seitenansicht.

[0049] Fig. 8 zeigt ein Teststück für einen statischen Bruchzähigkeitstest.

## 60 BESCHREIBUNG BEVORZUGTER AUSFÜHRUNGSFORMEN

[0050] Im Folgenden werden Ausführungsformen der vorliegenden Erfindung mit Bezug auf die Zeichnungen beschrieben. Fig. 1 ist eine schematische Querschnittsansicht des Wälzlagers gemäß einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung. Unter Bezugnahme auf Fig. 1 enthält das Wälzlagere 10, neben anderen, einen äußeren Ring 1, einen inneren Ring 2 und Wälzelemente 3. Obwohl ein Radiallager gezeigt ist, ist die vorliegende Erfindung auch auf Kugellager, Kegellager, Wälzlagere und Nadelrolllager anwendbar. Wälzelemente 3 werden in einer abrollbaren Weise durch einen Käfig unterstützt, der zwischen äußerem Ring 1 und innerem Ring 2 angeordnet ist.

[0051] Zumindest ein Element von äußerer Ring 1, innerer Ring 2 und Wälzelementen 3 ist aus einem Stahlmaterial

# DE 102 54 635 A 1

gebildet, das eine carbonitrierte Schicht aufweist. Die Austenitkörner des Stahlmaterials haben eine mittlere Korngröße von nicht mehr als 8  $\mu\text{m}$ .

[0052] Zumindest ein Element von äußerer Ring 1, innerer Ring 2 und Wälzelementen 3 ist aus einem Stahlmaterial geformt, das eine carbonitrierte Schicht aufweist, welche in einem anderen Bereich als ihrer Oberflächenschicht 0,6–1,2 Gew.-% Kohlenstoff, 0,15–1,1 Gew.-% Silizium und 0,3–1,5 Gew.-% Mangan enthält. In einem vorgeschriebenen Fall enthält es weiterhin 2 Gew.-% oder weniger an Chrom. 5

[0053] Zumindest ein Element von äußerer Ring 1, innerer Ring 2 und Wälzelementen 3 ist aus einem Stahlmaterial geformt, welches eine carbonitrierte Schicht aufweist und Bruchspannung von nicht weniger als 2650 MPa zeigt.

[0054] Weiterhin ist zumindest ein Element von äußerer Ring 1, innerer Ring 2 und Wälzelementen 3 aus einem Stahlmaterial gebildet, das eine carbonitrierte Schicht aufweist, und der Wasserstoffgehalt des Stahls ist nicht größer als 0,5 ppm. 10

[0055] Zumindest ein Element von äußerer Ring 1, innerer Ring 2 und Wälzelementen 3 ist aus einem Stahlmaterial geformt, das eine carbonitrierte Schicht aufweist, und die Austenitkörner des Elements haben eine Korngröße, welche die JIS Korngrößenzahl 10 übersteigt.

[0056] Weiterhin ist zumindest ein Element von äußerer Ring 1, innerer Ring 2 und Wälzelementen 3 aus einem Stahlmaterial gebildet, welches eine carbonitrierte Schicht aufweist und einen Charpy-Kerbschlag von nicht weniger als 6,2 Joule/cm<sup>2</sup> zeigt. 15

[0057] Die Hitzebehandlung einschließlich Carbonitrierung, die an zumindest einem Lagerteil von äußerem Ring, innerem Ring und Wälzelementen des Wälzlagers durchgeführt werden soll, wird nunmehr erklärt. Fig. 2 illustriert ein Hitzebehandlungsverfahren gemäß einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung. Fig. 3 illustriert eine Modifikation des Hitzebehandlungsverfahrens gemäß einer Ausführungsform der vorliegenden Erfindung. Genauer gesagt, zeigt Fig. 2 ein Hitzebehandlungsmuster, bei dem primäres Aushärteten und sekundäres Aushärteten durchgeführt werden. Fig. 3 zeigt ein Hitzebehandlungsmuster, bei dem ein Material auf eine Temperatur gekühlt wird, die niedriger ist als die A<sub>1</sub> Übergangstemperatur inmitten des Aushärtens, und danach wird das Material wiedererhitzt, um das Aushärteten zu vervollständigen. In den Fig. 2 und 3 werden im Prozess T1 (Erhitzungstemperatur: T<sub>1</sub>), Kohlenstoff und Stickstoff in einer Matrix des Stahls diffundiert und der Kohlenstoff penetriert hinreichend. Der Stahl wird dann auf eine Temperatur gekühlt, die niedriger ist als die A<sub>1</sub> Übergangstemperatur. Als Nächstes wird im Prozess T2 (Erhitzungstemperatur: T<sub>2</sub>) der Stahl auf eine Temperatur wiedererhitzt, die niedriger als die Temperatur T<sub>1</sub> im Prozess T1 ist, worauf eine Ölhärtung folgt. Von dem Kohlenstoff-Eisenphasendiagramm her fällt in der carbonitrierten Schicht die Erhitzungstemperatur T<sub>2</sub> im Prozess T2 in einen hypereutektoiden Bereich, was einer Koexistenzzone von Austenit und Präzipitaten (Zementit, Nitrid oder der gleichen) entspricht. 20

[0058] Mit der oben beschriebenen Hitzebehandlung, verglichen mit dem Fall üblichen Aushärtens, bei dem auf Carbonitrierung eine einmalige Härtung folgt, ist es möglich, die Antireißfestigkeit zu verbessern und alterungsbedingte Abmessungsveränderungen zu verkleinern, während der Oberflächenschichtbereich carbonitriert wird. Als solches ist es gemäß dem Hitzebehandlungsverfahren, wie oben beschrieben, möglich, Austenitkörner zu erhalten, die Mikrostrukturen mit einer Korngröße aufweisen, die halb so groß wie oder kleiner als die konventionelle sind. Das Lagerteil, welches die oben beschriebene Hitzebehandlung durchlaufen hat, zeigt eine lange Rollkontakteermüdungsstandzeit und ist bezüglich seiner Antireißfestigkeit verbessert und seine alterungsbedingten Abmessungsveränderungen sind verkleinert. 30

[0059] Fig. 4A und 4B zeigen Mikrostrukturen oder spezifisch Austenitkörner des erfindungsgemäßen Lagerteils bzw. eines konventionellen Lagerteils. Genauer gesagt, wird in Fig. 4A die Austenitkorngröße des Lagerstahls gezeigt, auf welchen das in Fig. 2 gezeigte Hitzebehandlungsmuster angewendet wurde. Die Austenitkorngröße des Lagerstahls, der eine konventionelle Hitzebehandlung durchlaufen hat, wird zum Vergleich in Fig. 4B gezeigt. Fig. 5A und 5B zeigen Korngrenzen der in den Fig. 4A bzw. 4B gezeigten Austenitkörner. Man findet anhand dieser die Austenitkorngrößen zeigenden Figuren, dass, während die konventionellen Austenitkörner eine JIS Korngröße Nr. 10 haben, kleinere Körner von Nr. 12 durch das Hitzebehandlungsverfahren der vorliegenden Erfindung erhalten werden können. Die in Fig. 4A gezeigten Körner haben eine mittlere Korngröße von 5,6  $\mu\text{m}$ , gemessen durch das "Schnittpunktmethode" (intercept method), mit dem die mittlere Korngröße aus der Zahl von Schnittpunkten eines Liniensegments einer vorgegebenen Länge mit Korngrenzen erhalten wird. 40

## Beispiele

50

[0060] Im Nachfolgenden werden Beispiele der vorliegenden Erfindung beschrieben.

### Beispiel 1

55

[0061] Im ersten Beispiel der vorliegenden Erfindung wurde JIS SUJ2 Material (1,0 Gew.-% C, 0,25 Gew.-% Si, 0,4 Gew.-% Mn, 1,5 Gew.-% Cr enthaltend) verwendet. Herstellverläufe der jeweiligen in Tabelle 1 gezeigten Proben sind wie folgt:

60

65

# DE 102 54 635 A 1

Tabelle 1

Probe	A	B	C	D	E	F	konventioneller carbonitrierter Gegenstand	üblich gehärteter Gegenstand
Temperatur beim sekundären Härt(en) (°C)	780 <sup>1)</sup>	800	815	830	850	870	-	-
Wasserstoffgehalt (ppm)	-	0,37	0,40	0,38	0,42	0,40	0,72	0,38
Korngröße (JIS)	-	12	11,5	11	10	10	10	10
Charpy Kerbschlag (J/cm <sup>2</sup> )	-	6,65	6,40	6,30	6,20	6,30	5,33	6,70
Bruchspannung (MPa)	-	2840	2780	2650	2650	2700	2330	2770
Rollkontakteermüdungsstandzeitverhältnis (L <sub>10</sub> )	-	5,4	4,2	3,5	2,9	2,8	3,1	1

<sup>1)</sup> Begutachtung war aufgrund unzureichender Härtung unmöglich.

## Probe A-D

### Beispiele der vorliegenden Erfindung

35 [0062] Jede Probe wurde einem Carbonitrieren bei 850°C unterworfen und 150 min lang gehalten. Das Atmosphärentgas war ein Mischgas von RX-Gas und Ammoniakgas. Beim in Fig. 2 gezeigten Hitzebehandlungsmuster wurde das primäre Härt(en) von der Carbonitrierungstemperatur von 850°C aus ausgeführt. Das sekundäre Härt(en) wurde durch Wiedererhitzen der Probe auf eine Temperatur durchgeführt, die niedriger als die Carbonitrierungstemperatur ist, in einem Temperaturbereich von 780°–830°C. Die auf 780°C zum sekundären Härt(en) wiedererhitzte Probe A wurde aufgrund unzureichender Härtung aus der Gruppe der Testobjekte ausgeschlossen.

## Proben E, F

### Vergleichsbeispiele

45 [0063] Die Carbonitrierung wurde mit demselben Verlauf wie in den Proben A–D durchgeführt. Sekundäres Härt(en) wurde von einer Temperatur ausgehend ausgeführt, die nicht niedriger als die Carbonitrierungstemperatur von 850°C war, in einem Temperaturbereich von 850°C–870°C.

## Konventioneller carbonitrierter Gegenstand

### Vergleichsbeispiel

50 [0064] Carbonitrierung wurde bei 850°C durchgeführt. Die Haltezeit war 150 min. Ein Mischgas von RX-Gas und Ammoniakgas wurde als Atmosphärentgas verwendet. Härtung wurde von der Carbonitrierungstemperatur aus durchgeführt. Sekundäre Härtung wurde nicht durchgeführt.

## Üblicher gehärteter Gegenstand

### Vergleichsbeispiel

55 [0065] Ohne es einer Carbonitrierung auszusetzen, wurde der Gegenstand zum Härt(en) auf 850°C erhitzt. Sekundäres Härt(en) wurde nicht durchgeführt.

60 [0066] Für die jeweiligen in Tabelle 1 gezeigten Beispiele wurden die folgenden Test durchgeführt: (1) Messung des Wasserstoffgehalts; (2) Messung der Korngröße; (3) Charpy-Kerbschlagtest; (4) Messung der Bruchspannung; und (5) Rollkontakteermüdungstest. Die Testverfahren waren wie folgt:

# DE 102 54 635 A 1

## I. Testverfahren in Beispiel 1

### (1) Messung des Wasserstoffgehalts

[0067] Ein Wasserstoffanalysator DH-103, erhältlich von der Leco Corporation, wurde zum Analysieren des nicht diffundierbaren Wasserstoffgehalts innerhalb des Stahls verwendet. Der diffundierbare Wasserstoffgehalt wurde nicht gemessen. Das Folgende ist die Spezifizierung des LECO DH-103 Wasserstoffanalysators. 5

Analysebereich: 0,01–50,00 ppm

Analysegenauigkeit:  $\pm 0,1$  ppm oder  $\pm 3\%$  H (der größere davon)

Analysesensitivität: 0,01 ppm

10

Detektionsverfahren: anhand der thermischen Konduktivität

Probengewichtsgröße: 10 mg bis 35 g (maximal: 12 mm Durchmesser  $\times$  100 mm Länge)

Temperaturbereich der Brennkammer: 50–1100°C

15

Reagenzien: Anhydron (Handelsname, Hauptbestandteil:  $Mg(ClO_4)_2$ , 92%),

Ascarite (Handelsname, Hauptbestandteil: NaOH 80%)

Trägergas: Stickstoffgas, Reinheit 99,99% oder mehr

Gasdosierungsgas: Wasserstoffgas, Reinheit 99,99% oder mehr

Druck: 40 PSI (2,8 kgf/cm<sup>2</sup>).

[0068] Die Messung wurde wie folgt durchgeführt. Eine mit einem speziellen Prüfhalter aufgenommene und darin enthaltene Probe wurde in dem Wasserstoffanalysator platziert. Der diffundierbare Wasserstoff darin wurde durch ein Stickstoffträgergas in einen Thermalleitfähigkeitsdetektor eingeführt. Der Betrag diffundierbaren Wasserstoffgehalts wurde im vorliegenden Beispiel nicht gemessen. Als Nächstes wurde die Probe aus dem Prüfhalter entnommen und in einem Widerstandsrohr erhitzt, um den nicht diffundierbaren Wasserstoff mit dem Stickstoffträgergas zum thermischen Leitfähigkeitsdetektor zu führen. Die thermische Leitfähigkeit wurde im thermischen Leitfähigkeitsdetektor gemessen, um den Betrag nicht diffundierbaren Wasserstoffgehalts zu erhalten. 20

25

### (2) Messung der Korngröße

[0069] Die Korngröße wurde gemessen basierend auf dem Testverfahren für Austenit-Korngroße von Stahl, wie in JIS G 0551 definiert. 30

30

### (3) Charpy-Kerbschlagtest

[0070] Der Charpy-Kerbschlagtest wurde auf Basis des Verfahrens des Charpy-Kerbschlagtests für metallische Materialien, wie in JIS Z 2242 definiert, durchgeführt, für den ein U-Kerbteststück (JIS Nr. 3 Teststück), wie in JIS Z 2202 definiert, verwendet wurde. 35

35

### (4) Messung der Bruchspannung

[0071] Fig. 6 zeigt ein Teststück, das im statischen Knickfestigkeitstest (zur Messung von Bruchspannung) verwendet wurde. Last wird in einer P-Richtung in Fig. 6 am Teststück angelegt, um die Last zu messen, die notwendig ist, das Teststück zu zerbrechen. Die derart erhaltene Bruchlast wird in einen Spannungswert konvertiert, wobei der unten gezeigte Ausdruck zur Berechnung von Spannung gekrümmten Strahls verwendet wird. Nicht beschränkt auf das in Fig. 6 gezeigte, kann ein Teststück jeglicher Form für den Test verwendet werden. 40

40

[0072] Vom Teststück in Fig. 6 wird Faserspannung  $\sigma_1$  auf der konvexen Oberfläche und Faserspannung  $\sigma_2$  auf der konkaven Oberfläche durch den folgenden Ausdruck erhalten (JSME Mechanical Engineers' handbook, A4: Festigkeit von Materialien, A4-40). 45

45

$$\sigma_1 = (N/A) + \{M/A\rho_0\} [1+e_1/\{\kappa(\rho_0+e_1)\}]$$

$$\sigma_2 = (N/A) + \{M/A\rho_0\} [1+e_2/\{\kappa(\rho_0+e_2)\}]$$

50

$$\kappa = -(1/A) \int_A \{\eta/(\rho_0+\eta)\} dA$$

wobei N eine Axialkraft des Querschnitts einschließlich der Achse des toroidalen Teststückes repräsentiert, A eine Querschnittsfläche repräsentiert,  $e_1$  und  $e_2$  äußeren Radius bzw. inneren Radius repräsentieren und  $\kappa$  einen Abschnittsmodulus gekrümmten Strahls repräsentiert. 55

55

### (5) Rollkontaktemüdungstest

55

[0073] Die Testbedingungen für den Rollkontaktemüdungstest werden in Tabelle 2 gezeigt. Fig. 7A und 7B zeigen schematisch den Rollkontaktemüdungstestaufbau in Frontansicht bzw. Seitenansicht. In den Fig. 7A und 7B wird das Rollkontaktemüdungsteststück 21 durch eine Antriebswalze 11 angetrieben und rotiert in Kontakt mit Kugeln 13. Die Kugeln 13 von (3/4)" werden durch Führungswälzen geführt und rollen, wobei sie einen hohen Kontaktdruck auf das Teststück 21 ausüben. 60

60

Tabelle 2

5	Teststück	φ12xL22 toroidales Teststück
5	Zahl der Teststücke	10
10	Gegenstück-Stahlkugeln	3/4" (19,05 mm)
10	Kontaktdruck	5,88 GPa
15	Lastrate	46240 cpm
	Schmieröl	Turbine VG68, Druckschmierung

15

## II. Testergebnisse von Beispiel 1

## (1) Wasserstoffgehalt

20

[0074] Der konventionelle carbonitrierte Gegenstand, der nur Carbonitrierung durchlaufen hat, zeigte einen sehr hohen Wasserstoffgehalt von 0,72 ppm. Dies ist berücksichtigt, weil Ammoniak ( $\text{NH}_3$ ), das in der Atmosphäre für die Carbonitrierung enthalten war, sich zersetzte und in den Stahl penetrierte. Im Vergleich sind die Wasserstoffgehalte der Proben B-D fast auf die Hälfte vermindert, d. h. 0,37–0,40 ppm, was auf dem selben Niveau liegt wie der des üblichen gehärteten Gegenstands.

[0075] Auf gelösten Wasserstoff zurückführbare Stahlversprödung kann durch ein Senken des Wasserstoffanteils vermindert werden. Das heißt, mit den verminderten Wasserstoffgehalten zeigen die Proben B-D des vorliegenden Beispiels bemerkenswert verbesserten Charpy-Kerbschlag.

30

## (2) Korngröße

[0076] In dem Fall, in dem die Temperatur beim sekundären Härteten niedriger ist als die Temperatur beim Carbonitrieren (und damit primären Härteten), d. h. im Falle der Proben B-D, werden extreme feine Austenitkörner erhalten, die mit den JIS Korngrößen Nr. 11–12 vergleichbar sind. Die Austenitkörner der Proben E und F, der konventionell carbonitrierte Gegenstand und der üblich gehärtete Gegenstand haben JIS Korngrößen Nr. 10, rauer als die der Proben B-D der vorliegenden Erfindung. Mit der Hitzebehandlung gemäß der oben beschriebenen Ausführungsform werden Austenitkörner sowohl in der carbonitrierten Schicht als auch im inneren Bereich feiner gemacht, und sie erreichen fast dieselbe Korngröße zueinander. Solch eine Tendenz fand sich auch in einem anderen Beispiel.

40

## (3) Charpy-Kerbschlagtest

[0077] Gemäß Tabelle 1 ist der Charpy-Kerbschlag des konventionell carbonitrierten Gegenstandes 5,33 J/cm<sup>2</sup>, während Proben B-D des vorliegenden Beispiels hohe Charpy-Kerbschlagwerte von 6,30–6,65 J/cm<sup>2</sup> zeigen. Von diesen tendieren solche, die das sekundäre Härteten bei niedrigeren Temperaturen durchlaufen haben, dazu, die höheren Charpy-Kerbschlagwerte zu zeigen. Der üblich gehärtete Gegenstand zeigt hohen Charpy-Kerbschlag von 6,70 J/cm<sup>2</sup>.

## (4) Messung von Bruchspannung

[0078] Die Bruchspannung korrespondiert mit der Antireißfestigkeit. Anhand von Tabelle 1 zeigt der konventionell carbonitrierte Gegenstand Bruchspannung von 2330 MPa. Im Vergleich sind die Bruchspannungswerte der Proben B-D bis auf 2650–2840 MPa verbessert. Der üblich gehärtete Gegenstand zeigt eine Bruchspannung von 2770 MPa, was auf demselben Niveau liegt wie diejenigen der Proben D–F. Solche Verbesserung der Antireißfestigkeit der Proben B-F hat man anscheinend der verhinderten Austenitkorngröße und dem verminderten Wasserstoffgehalt zu verdanken.

55

## (5) Rollkontakteermüdungstest

[0079] Laut Tabelle 1 hat der üblich gehärtete Gegenstand die niedrigste Rollkontakteermüdungsstandzeit  $L_{10}$ , da sein Oberflächenschichtenbereich nicht carbonitriert worden ist. Der konventionell carbonitrierte Gegenstand hat eine Rollkontakteermüdungsstandzeit, die 3,1 mal länger ist als die des üblich gehärteten Gegenstands. Von den Proben B-F sind die Proben B-D, die alle das sekundäre Härteten von einer Temperatur aus, die niedriger ist als die Carbonitrierungstemperatur, durchlaufen haben, weiter bezüglich der Rollkontakteermüdungsstandzeit verbessert, verglichen mit dem des konventionell carbonitrierten Gegenstands. Proben E und F, die zur vorliegenden Erfindung gehören, soweit es den Wasserstoffgehalt betrifft, haben beide eine Rollkontakteermüdungsstandzeit, die gleich oder kürzer derjenigen des konventionell carbonitrierten Gegenstands ist.

[0080] Zusammenfassend haben die Proben B-F der vorliegenden Erfindung verminderte Wasserstoffgehalte und sind bezüglich Charpy-Kerbschlag und Antireißfestigkeit verbessert. Jedoch wird die Rollkontakteermüdungsstandzeit zusätzlich nur in den Proben B-D verlängert, die feinere Austenitkörner aufweisen, vergleichbar mit den JIS Korngrößen Nr. 11 oder größer. Dementsprechend fallen von den Proben B-F des vorliegenden Beispiels die Proben B-D in einen bevor-

# DE 102 54 635 A 1

zugten Schutzmfang der vorliegenden Erfindung, bei welchen die Temperatur für das sekundäre Härtan unter die Carbonitierungstemperatur vermindert ist, um die Korngröße weiter zu verkleinern.

## Beispiel 2

[0081] Das zweite Beispiel wird nun erläutert. Eine Reihe von Tests wurden an den Materialien A, B und C durchgeführt, wie unten erläutert. Als ein der Hitzebehandlung zu unterwerfendes Material wurde JIS SUJ2 (1,0 Gew.-% C, 0,25 Gew.-% Si, 0,4 Gew.-% Mn, 1,5 Gew.-% Cr enthaltend) gemeinsam für die Materialien A-C verwendet. Deren Herstellverläufe sind wie folgt.

### Material A

#### Vergleichsbeispiel

[0082] Nur einem üblichen Härtan unterworfen (nicht begleitet von einer Carbonitierung).

### Material B

#### Vergleichsbeispiel

[0083] Nach Carbonitierung einem Härtan unterworfen (konventionelle Carbonitierung und Härtung).

[0084] Carbonitierungstemperatur betrug 850°C und die Haltezeit war 150 min. Das Atmosphäregas für die Carbonitierung war ein Mischgas von RX-Gas und Ammoniakgas.

[0085] Material C (Beispiel der vorliegenden Erfindung): Lagerstahl, auf den das in Fig. 2 gezeigte Hitzebehandlungsmuster angewendet wurde. Er wurde bei 845°C carbonitriert und dann für 150 min gehalten. Ein Mischgas von RX-Gas und Ammoniakgas wurde als carbonitrierende Atmosphäre verwendet. Die Temperatur (T2) zum abschließenden Härtan betrug 800°C.

#### (1) Rollkontaktermüdungsstandzeit

[0086] Die Testbedingungen und der Testaufbau für den Rollkontaktermüdungsstandzeittest sind wie unten beschrieben, in Tabelle 2 und in Fig. 7A und 7B dargestellt. Tabelle 3 zeigt die Testergebnisse.

Tabelle 3

Material	Standzeit (Zahl der Lastzyklen) $L_{10} (x 10^4 - \text{mal})$	Standzeit (Zahl der Lastzyklen) $L_{10} (x 10^4 - \text{mal})$	Verhältnis von $L_{10}$
A	8017	18648	1,0
B	24656	33974	3,1
C	43244	69031	5,4

[0087] Gemäß Tabelle 3 hat das Material B als Vergleichsbeispiel eine  $L_{10}$  Standzeit (eine Lebenszeit bis eines der 10 Teststücke gebrochen ist), die 3,1mal so lang ist wie diejenige des Materials A als ein anderes Vergleichsbeispiel, das nur übliches Härtan durchlaufen hat. Es zeigt, dass die Carbonitierung die Standzeit vorteilhaftweise verlängert. Im Vergleich hat das Material C des vorliegenden Beispiels eine lange Standzeit vom 1,74fachen derjenigen des Materials B und vom 5,4fachen derjenigen des Materials A. Solch eine Verbesserung wird hauptsächlich auf dessen feinere Mikrostruktur zurückgeführt.

#### (2) Charpy-Kerbschlagtest

[0088] Der Charpy-Kerbschlagtest wurde unter Verwendung eines U-Kerbteststückes gemäß der in der oben beschriebenen JIS Z 2242 definierten Methode durchgeführt. Tabelle 4 zeigt die Testergebnisse.

Tabelle 4

Material	Charpy-Kerbschlag (J/cm <sup>2</sup> )	Verhältnis des Kerbschlags
A	6,7	1,0
B	5,3	0,8
C	6,7	1,0

# DE 102 54 635 A 1

[0089] Während der Charpy-Kerbschlag des Materials B (Vergleichsbeispiel), welches Carbonitrierung durchlaufen hat, niedriger war als der des Materials A (Vergleichsbeispiel), welches übliches Härtung durchlaufen hat, zeigte Material C einen Charpy-Kerbschlag vergleichbar demjenigen des Materials A.

5

## (3) Statischer Bruchzähigkeitstest

[0090] Fig. 8 zeigt ein Teststück, das für den statischen Bruchzähigkeitstest verwendet wird. Der Kerbbereich des Teststückes wurde auf eine Länge von etwa 1 mm vorgerissen und eine statische Last wurde durch Dreipunktbiegen angelegt, um eine Bruchlast P zu erhalten. Die Bruchzähigkeit ( $K_{Ic}$ -Wert) wurde durch den folgenden Ausdruck (I) berechnet. Die 10 Testergebnisse werden in Tabelle 5 gezeigt.

$$K_{Ic} = (PL\sqrt{a/BW^2}) \{ 5,8-9,2 (a/W) + 43,6 (a/W)^2 - 75,3 (a/W)^3 + 77,5 (a/W)^4 \} \quad (I)$$

Tabelle 5

Material	Zahl der Teststücke	$K_{Ic} = (\text{MPa} \sqrt{\text{m}})$	Verhältnis von $K_{Ic}$
A	3	16,3	1,0
B	3	16,1	1,0
C	3	18,9	1,2

25 [0091] Das Material A und das Material B als Vergleichsbeispiele zeigten ähnliche Bruchzähigkeit, da die Vorrissstiefe die Tiefe der carbonitrierten Schicht überstieg. Jedoch zeigte Material C des vorliegenden Beispiels einen Wert von ungefähr dem 1,2fachen derjenigen der Vergleichsbeispiele.

## (4) Statischer Knickfestigkeitstest

30

### Messung von Bruchspannung

[0092] Das in Fig. 6 gezeigte Teststück wurde für den statischen Knickfestigkeitstest verwendet. Last wurde in der P-Richtung in Fig. 6 beaufschlagt. Die Testergebnisse werden in Tabelle 6 gezeigt.

35

Tabelle 6

Material	Zahl der Teststücke	Statische Knickfestigkeit (kgf)	Verhältnis von statischer Knickfestigkeit
A	3	4200	1,00
B	3	3500	0,84
C	3	4300	1,03

50 [0093] Das Material B, welches Carbonitrierung durchlaufen hat, zeigte einen etwas niedrigeren Wert als Material A. Das Material C des vorliegenden Beispiels hat eine statische Knickfestigkeit, die derjenigen des Materials B überlegen und vergleichbar mit der des Materials A ist.

## (5) Alterungsbedingte Abmessungsveränderung

55 [0094] Die Materialien wurden bei 130°C 500 min lang gehalten, um die alterungsbedingten Abmessungsveränderungen zu messen. Tabelle 7 zeigt zusätzlich zu den gemessenen Ergebnissen Oberflächenhärte und Restaustenitanteile (in einer Tiefe von 0,1 mm).

60

65

# DE 102 54 635 A 1

Tabelle 7

Material	Zahl der Teststücke	Oberflächenhärte (HRC)	Rest $\gamma$ Anteil (%)	Abmessungsveränderung ( $\times 10^5$ )	Verhältnis der Abmessungsveränderung *)
A	3	62,5	9,0	18	1,0
B	3	63,6	28,0	35	1,9
B	3	60,0	11,3	22	1,2

\*) Kleiner ist besser.

[0095] Man entnimmt Tabelle 7, dass im Material C des vorliegenden Beispiels die Abmessungsveränderung hinreichend beschränkt ist, verglichen mit Material B, welches einen hohe Menge an Restaustenit enthält.

## (6) Ermüdungsstandzeittest unter Fremdstoffmischschmierung

[0096] Ein Kugellager 6206 wurde verwendet, um die Rollkontakteermüdungsstandzeit unter einer Fremdstoffmischschmierungsbedingung zu evaluieren, wobei typische Fremdstoffe in einen vorgegebenen Anteil eingemischt wurden. Die Testbedingungen werden in Tabelle 8 und die Testergebnisse in Tabelle 9 gezeigt.

Tabelle 8

Last	$F_r = 6,86 \text{ kN}$
Kontaktdruck	$P_{\max} = 3,2 \text{ GPa}$
Rotationsgeschwindigkeit	2000 Upm
Schmierung	Turbine 56, Tauchschmierung
Fremdstoffgehalt	0,4 g/1000 cc
Fremdstoffe	Partikelgröße: 100-180 $\mu\text{m}$ , Härte: Hv800

Tabelle 9

Material	$L_{10}$ Standzeit (h)	Verhältnis von $L_{10}$
A	20,0	1,0
B	50,2	2,5
C	45,8	2,3

[0097] Das Material B, welches konventionelle Carbonitrierung durchlaufen hat, hat eine  $L_{10}$  Standzeit, die ungefähr das 2,5fache von der des Materials A ist. Das Material C des vorliegenden Beispiels hat eine  $L_{10}$  Standzeit, die ungefähr das 2,3fache von der des Materials A ist. Obwohl das Material C des vorliegenden Beispiels einen kleineren Anteil an Restaustenit enthält als das Material B des Vergleichsbeispiels, hat es eine ungefähr vergleichsweise gleich lange Standzeit wie das Material B aufgrund der Durchdringung mit Stickstoff und der feineren Mikrostruktur darin.

[0098] Man findet anhand der obigen Resultate, dass das durch das Hitzebehandlungsverfahren der vorliegenden Erfindung hergestellte Lagerteil, d. h. das Material C des vorliegenden Beispiels, gleichzeitig die drei Anforderungen von langer Standzeit gegenüber Rollkontakteermüdung, verbesserter Antireißfestigkeit und verminderter altersbedingter Abmessungsveränderung befriedigt, was mit der konventionellen Carbonitrierung schwierig zu realisieren war.

[0099] Obwohl die vorliegende Erfindung im Detail beschrieben und illustriert worden ist, versteht es sich klar, dass dieselbe nur illustrativ und beispielhaft zu verstehen ist und nicht beschränkend sein soll, wobei Geist und Schutzmfang der vorliegenden Erfindung nur durch die Begriffe der anhängenden Ansprüche beschränkt ist.

# DE 102 54 635 A 1

## Patentansprüche

1. Ein Hitzebehandlungsverfahren für ein Lagerteil, aufweisend die Schritte:  
5 Carbonitrieren von Stahl für ein Lagerteil bei einer Carbonitierungstemperatur ( $T_1$ ), welche die  $A_1$  Übergangstemperatur übersteigt;  
Abkühlen des Stahls bis auf eine Temperatur, welche niedriger als die  $A_1$  Übergangstemperatur ist;  
Wiedererhitzen des Stahls auf eine Temperatur zum Härteln ( $T_2$ ), die nicht niedriger ist als die  $A_1$  Übergangstemperatur, aber niedriger als die Carbonitierungstemperatur; und  
Härteln des Stahls.
- 10 2. Das Hitzebehandlungsverfahren eines Lagerteils gemäß Anspruch 1, wobei die Temperatur zum Härteln in einem Temperaturbereich von 790°C bis 830°C liegt.
- 15 3. Ein Lagerteil, welches dem Hitzebehandlungsverfahren für ein Lagerteil gemäß Anspruch 2 unterworfen ist, das Austenitkörner einer mittleren Korngröße von nicht mehr als 8 µm aufweist.
4. Ein Wälzlagerring, enthaltend das Lagerteil (1, 2, 3) gemäß Anspruch 3.
- 15 5. Ein Lagerteil (1, 2, 3) aus Stahl für ein Lagerteil, enthaltend eine carbonitierte Schicht und aufweisend Austenitkörner einer mittleren Korngröße von nicht mehr als 8 µm sowohl in der gehärteten Mikrostruktur als auch in der gehärteten und getemperten Mikrostruktur.
- 20 6. Das Lagerteil gemäß Anspruch 5, wobei der Stahl für das Lagerteil in einem anderen Bereich als einer carbonitierten Oberflächenschicht 0,6–1,2 Gew.-% Kohlenstoff, 0,15–1,1 Gew.-% Silizium und 0,3–1,5 Gew.-% Mangan enthält.
7. Das Lagerteil gemäß Anspruch 6, wobei der Stahl für das Lagerteil weiterhin Chrom von nicht mehr als 2,0 Gew.-% enthält.
- 25 8. Das Lagerteil gemäß Anspruch 5, wobei das Lagerteil Wälzlagerring (1, 2) und/oder Wälzelement (3) eines Wälzlagers (10) ist.
9. Ein Wälzlagerring, enthaltend das Lagerteil gemäß Anspruch 5.
10. Ein in ein Wälzlagerring (10) eingearbeitetes Lagerteil, das eine carbonitierte Schicht enthält und Austenitkörner einer Korngröße, welche eine JIS-Korngrößen Nr. 10 übersteigt, aufweist.
- 30 11. Ein Wälzlagerring (10), aufweisend einen inneren Ring (2), einen äußeren Ring (1) und eine Mehrzahl von Wälzelementen (3), wobei zumindest ein Element von innerer Ring, äußerer Ring und Wälzelementen mit dem Lagerteil gemäß Anspruch 10 gebildet ist.
12. Ein in ein Wälzlagerring (10) eingebautes Lagerteil (1, 2, 3), das Stahl mit einer carbonitierten Schicht enthält und eine Bruchspannung von nicht weniger als 2650 MPa aufweist.
- 35 13. Ein Wälzlagerring (10) mit einem inneren Ring (2), einem äußeren Ring (1) und einer Mehrzahl von Wälzelementen (3), wobei zumindest ein Element von innerer Ring, äußerer Ring und Wälzelementen mit dem Lagerteil gemäß Anspruch 12 gebildet ist.
14. Ein in ein Wälzlagerring gebautes Lagerteil, das eine carbonitierte Schicht enthält und einen Wasserstoffgehalt von nicht mehr als 0,5 ppm aufweist.
- 40 15. Das Lagerteil gemäß Anspruch 14, das Austenitkörner einer Korngröße, welche eine JIS Korngrößen Nr. 10 übersteigt, aufweist.
16. Ein Wälzlagerring (10), aufweisend einen inneren Ring (2), einen äußeren Ring (1) und eine Mehrzahl von Wälzelementen (3), wobei zumindest ein Element von innerer Ring, äußerer Ring und Wälzelementen mit dem Lagerteil gemäß Anspruch 14 gebildet ist.
- 45 17. Das Wälzlagerring gemäß Anspruch 16, wobei Austenitkörner des Elements eine Korngröße aufweisen, welche eine JIS Korngrößen Nr. 10 übersteigt.

Hierzu 7 Seite(n) Zeichnungen

50

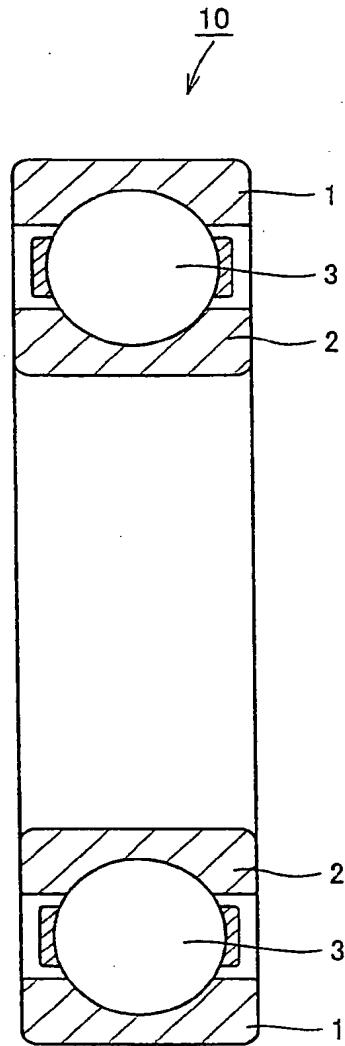
55

60

65

**- Leerseite -**

FIG.1



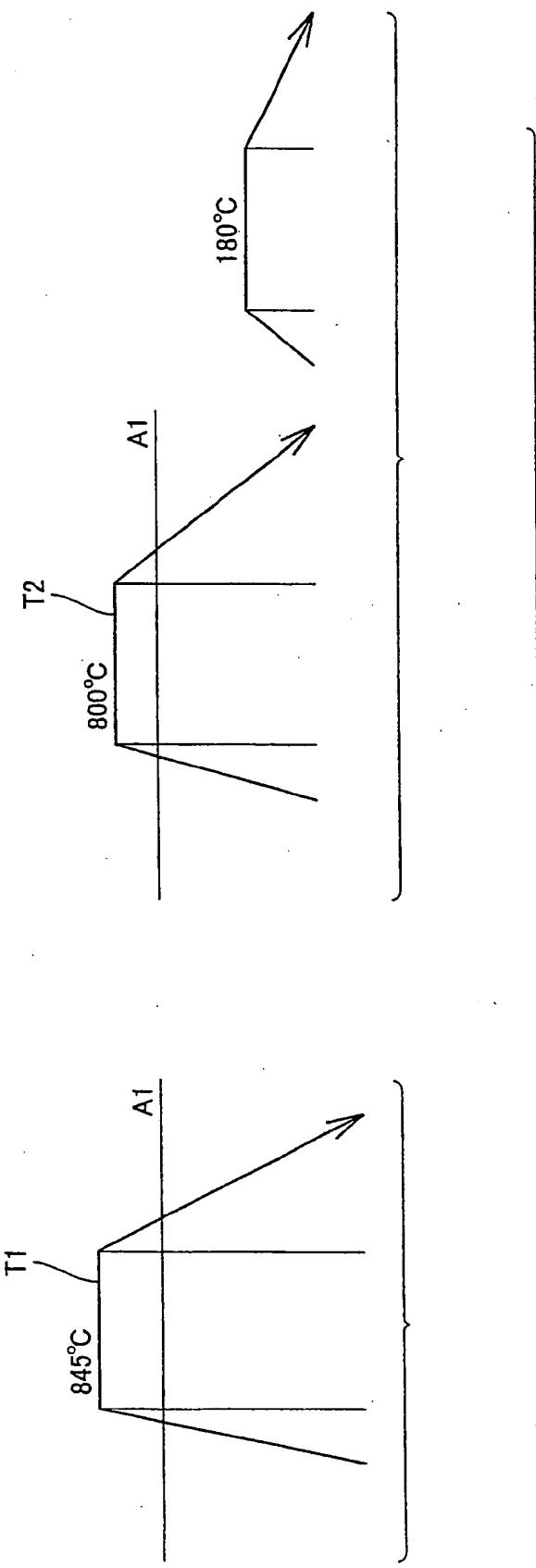


FIG.2

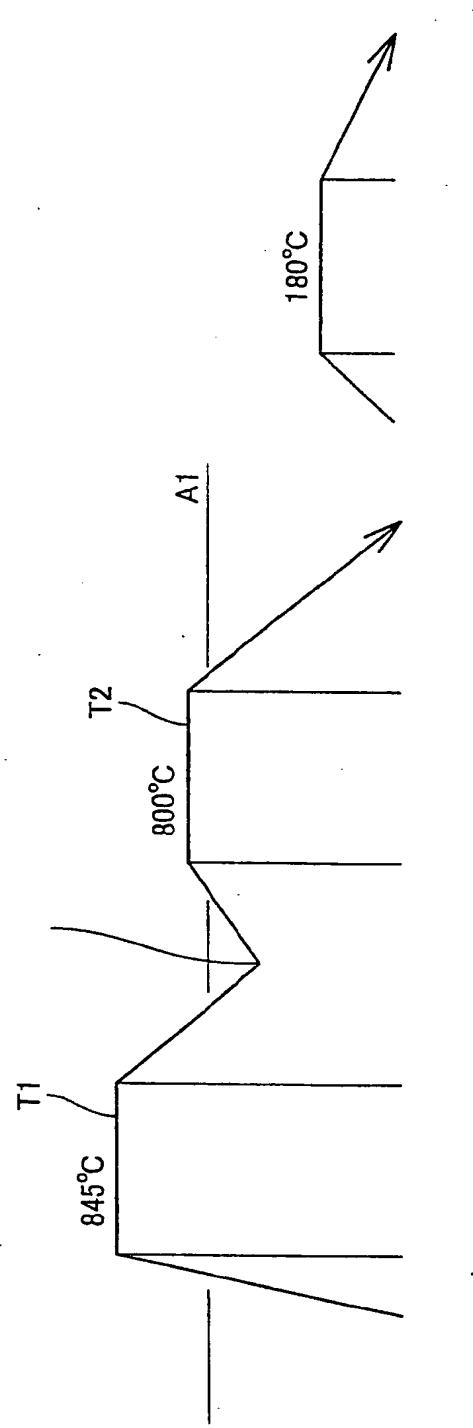


FIG.3

FIG.4A

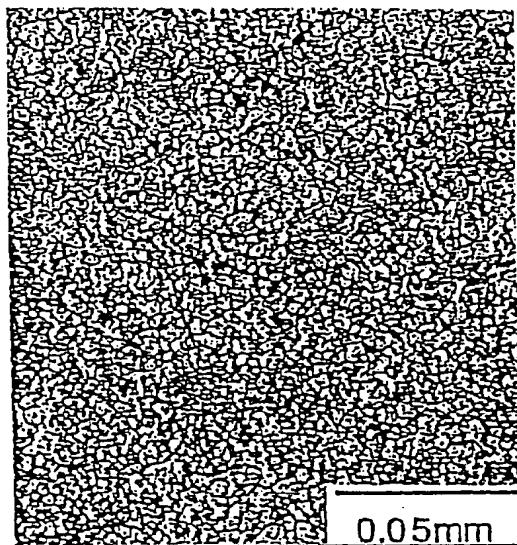
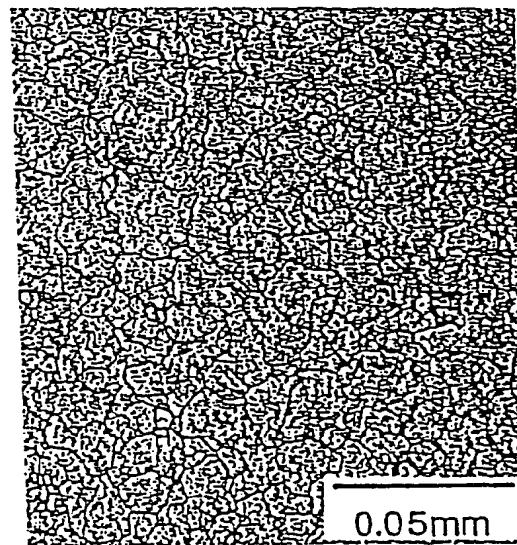
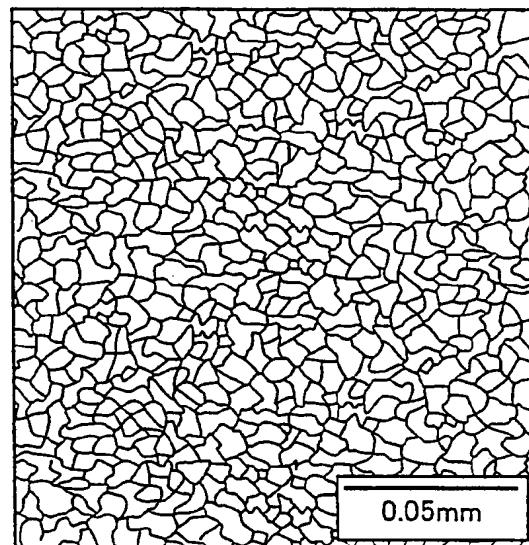


FIG.4B



**FIG.5A**



**FIG.5B**

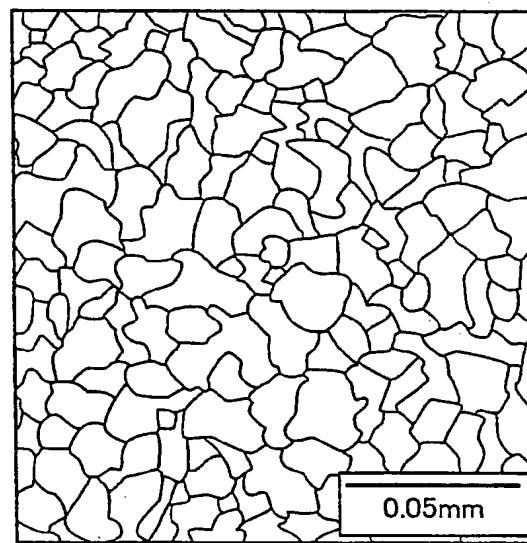


FIG.6

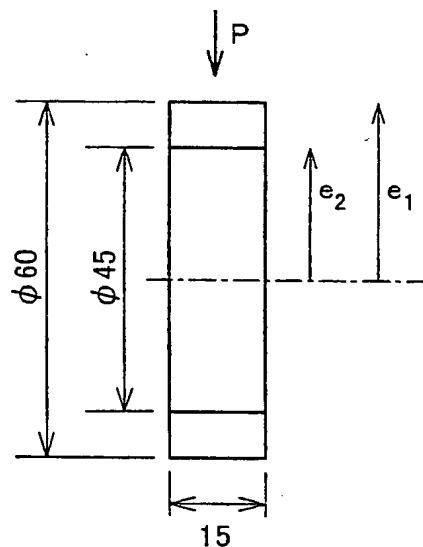


FIG.7A

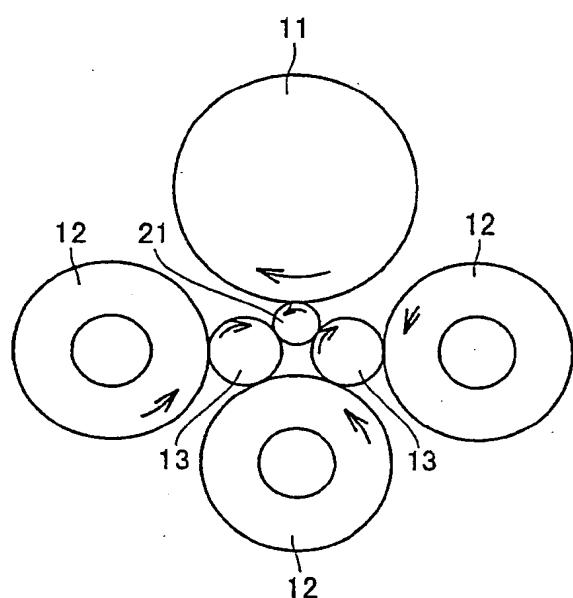


FIG.7B

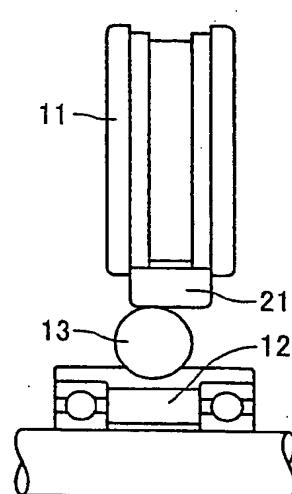


FIG.8

